

ロケットチャンバー用 18%Ni マルエイジング鋼の強度と靱性

On the Mechanical Properties of 18%Ni Maraging Steel
Applied for the Rocket Engine Motor Cases

佐藤 信 二*

Shinji Sato

小 野 寛**

Yutaka Ono

大 橋 延 夫***

Nobuo Ohashi

Synopsis:

Effects of chemical composition and heat treatment on the mechanical properties 18%Ni maraging steel produced by the Kawasaki Steel Corp. and applied for the rocket motor cases developed by the Tokyo University since 1963 are summarized.

Average Vickers hardness of the solution-treated and age-hardened steels, $(\bar{H}_V)_{sol}$ and $(\bar{H}_V)_{age}$, respectively, increase with $Mo_{eq}(\%)$ in accordance with the following linear relationships,

$$(\bar{H}_V)_{sol} = 8.0 \times Mo_{eq}(\%) + 145$$

$$(\bar{H}_V)_{age} = 21.3 \times Mo_{eq}(\%) + 62$$

where, $Mo_{eq}(\%) = \%Mo + 0.6 \times \%Ni + 0.4 \times \%Co + 6 \times \%Ti + 10 \times \%Al$.

Application of vacuum melting and decreasing impurities, especially sulphur and oxygen, improve the fracture toughness of steels having tensile strengths above about 150 kg/mm². K_{IC} values of the vacuum-melted commercial steels of 5 mm thick are 368, 346 and 318 kg/mm²√mm at the tensile strength levels of 150, 180 and 200 kg/mm², respectively, and these values are much superior to those of the other types of steels having the same strength levels.

1. 序

現在、超高張力鋼と称せられるものには、PH ステンレス鋼を含むマルエイジング型をはじめとして、従来の調質型高張力鋼の延長である低合金マルテンサイト（ベイナイト）型、オースフォーム処理に適した熱間工具鋼型、そして最近開発されつつあるトリップ鋼型と大別して4つの系列が

ある。この中で 18%Ni マルエイジング鋼は、溶体化処理によって得られる極低炭素マルテンサイトが延性に富み（抗張力：約 100kg/mm²）、しかも靱性がよいので加工性溶接性ともに優れ、またこれを時効硬化したあとの高強度レベルでの破壊靱性も、他に比して良好なので信頼度の高い鋼種である。

当社では昭和37年より 18%Ni マルエイジング鋼（HT200V）の試作研究を開始し、昭和40年11

* 技術研究所特殊鋼研究室

*** 技術研究所特殊鋼研究室室長・工学博士

** 技術研究所特殊鋼研究室主任研究員

月に本鋼種を開発した米国 INCO 社の特許実施権を得たが、技術上の提携はまったく行わず独自に工業的規模での製造技術を確立し、今日に至っている。その製品の大部分は東京大学宇宙航空研究所の開発になる宇宙開発用のロケットブースターチャンバーとして使用されてきた^{1)~4)}。その主なものはラムダ3型(1964年)、ラムダ3H型(1966年)、ラムダ4S-5号機(人工衛星第1号おおすみ, 1970年, **Photo. 1**) およびミュー型M1-1号機(1965年) 同M3D-1号機(1969年) 同M4S-1号機(1970年) などであり、また昨年(1971年) 2月16日に打ち上げられ国産2号衛星MS-T1(たんせい)を軌道にのせたM4S-2号機(**Photo. 2**) および9月28日わが国初の国産科学衛星MS-F2(しんせい)を軌道にのせたM4S-3号機の第1段~3段ブースターにも本鋼種が100%使用されている。その間、本鋼種の製造技術を確立するための基礎的な研究が数多く行なわれたが、その中には必要な強度と靱性を得るための化学組成の組合せと、これを支える消耗電極式真空溶解を含む電気炉製鋼および造塊に関するもの、板の圧延、とくに重ね圧延方式による薄板の製造技術に関するもの、および熱処理、とくに強度をにやう時効硬



Photo. 2 Launching of M-4S-2 rocket developed by Tokyo Univ. for sending-up the 2nd. satellite "Tansei" in Japan (Feb. 16th, 1971). HT200V steel was used for the first, second and third engine cases. (This picture was presented by the Institute of Space and Aeronautical Science, University of Tokyo.)

化機構の解明⁵⁾などが含まれている。今回はこれらのうちから本鋼の品質特性の尺度となる機械的性質に関するものをまとめて紹介する。

2. 製造工程と実績

Table 1 に当社がロケットチャンバー用として市販している 18%Ni マルエイジング鋼板(HT200V)の保障特性値と ASTM 規格を示し、**Fig. 1** にその製造工程の概要を示す。

HT200V の特性は ASTM 規格 A538 グレード B にほぼ相当するものである。グレード A、およびグレード C についても化学成分の組合せを少し変えるだけで同一工程により製造可能であるが、現在、需要がないため工業的規模での生産は行っていない。HT200V の板厚に関する製造実績は薄板の 1.0mm から厚板の 15mm までであるが、現在、船用機器開発協会を中心に推進されている

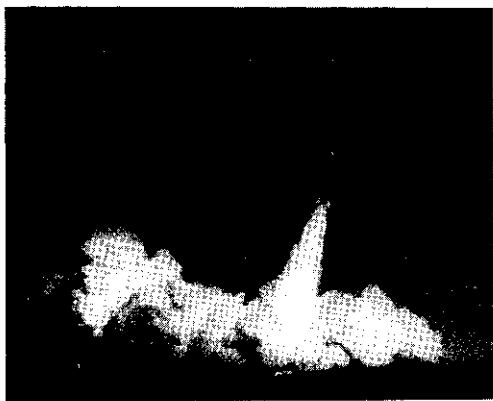


Photo. 1 Launching of L-4S-5 rocket developed by Tokyo Univ. for sending-up the 1st. Satellite "Oosumi" in Japan (Feb. 11th, 1970). HT200V steel was used for the third engine case. (This picture was presented by the Institute of Space and Aeronautical Science, University of Tokyo.)

Table 1 Specifications of the mechanical properties of HT200V steel (aged at 460°C for 3 hrs) produced by Kawasaki Steel Corp. and the tensile requirements in the ASTM designation

Designation		Mechanical properties					
		Y.P.	T.S.	El.	νE_0 (kg·m/cm ²)**		ASTM *** N.T.S. (kg/mm ²)
		(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)	mean	min.	H _{RC}
HT200V		160~180*	170~205*	11~15mmt : ≥8.0 1.8~6.0mmt : ≥4.0	2.0	1.7	≥90
ASTM (A538-65)	Grade A	146~165****	≥147****	≥8****	—	—	—
	Grade B	161~182	≥168	≥6	—	—	—
	Grade C	193~214	≥216	≥6	—	—	—

* JIS, No.5 specimen (G. L. 50 mm)

** { For plate of ≥12 mmt : JIS, No.4 specimen
 { For plate of <12 mmt : JIS, No.4 half size specimen (both parallel to the rolling direction)

*** { For plate of >7 mmt : Specimen thickness is 5 mm.
 { For plate of ≤5 mmt : Full size thickness

**** ASTM Standard

{ For plate of > $\frac{3}{4}$ in t : 0.5 in ϕ round bar tension specimen (G.L.2 in)
 { For plate of ≤ $\frac{3}{4}$ in t : subsize

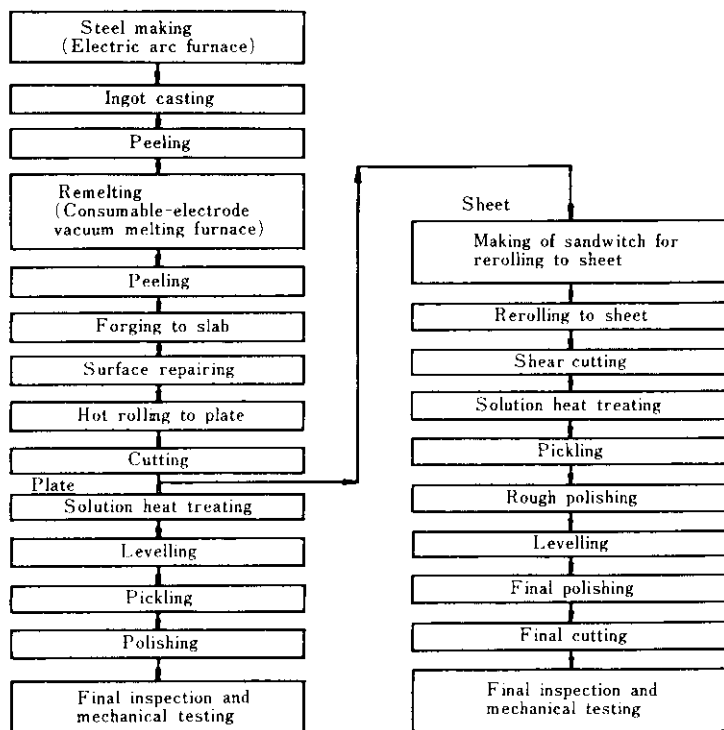


Fig. 1 Flow chart of the production for plates and sheets of HT200V steel

6000m深海調査船の船殻材料として厚さ30mmのものを試作中である。

Fig. 2に現在までに製造された市販鋼板の機械的性質の実績を示した。これらの機械的性質に影響を与える因子の中でもっとも基本となる化学成分の効果について以下に詳述する。

3. 化学成分と機械的性質

本鋼は熱間圧延あるいは冷間圧延によって所定の厚みに仕上げた後、まず約820°Cの溶体化処理を施し均一なマッシュマルテンサイト組織とす

る。これに所定の加工を施したのち、約460°Cで3時間程度の時効硬化処理を行なって必要な強度を与えるのが基本的な処理工程となっているが、化学成分の組合せと機械的性質の間には微妙な関係があり、まずその制御が必須の条件となる。

3-1 合金元素の影響

INCO社の技術資料^{(6),(7)} およびASTM規格によると、マルエイジング鋼に対しTable 2のような成分規格が示されている。当社のHT200Vはこのうちの18Ni300に相当する。このように本鋼には主要合金元素としてNi, Co, Mo, Ti,

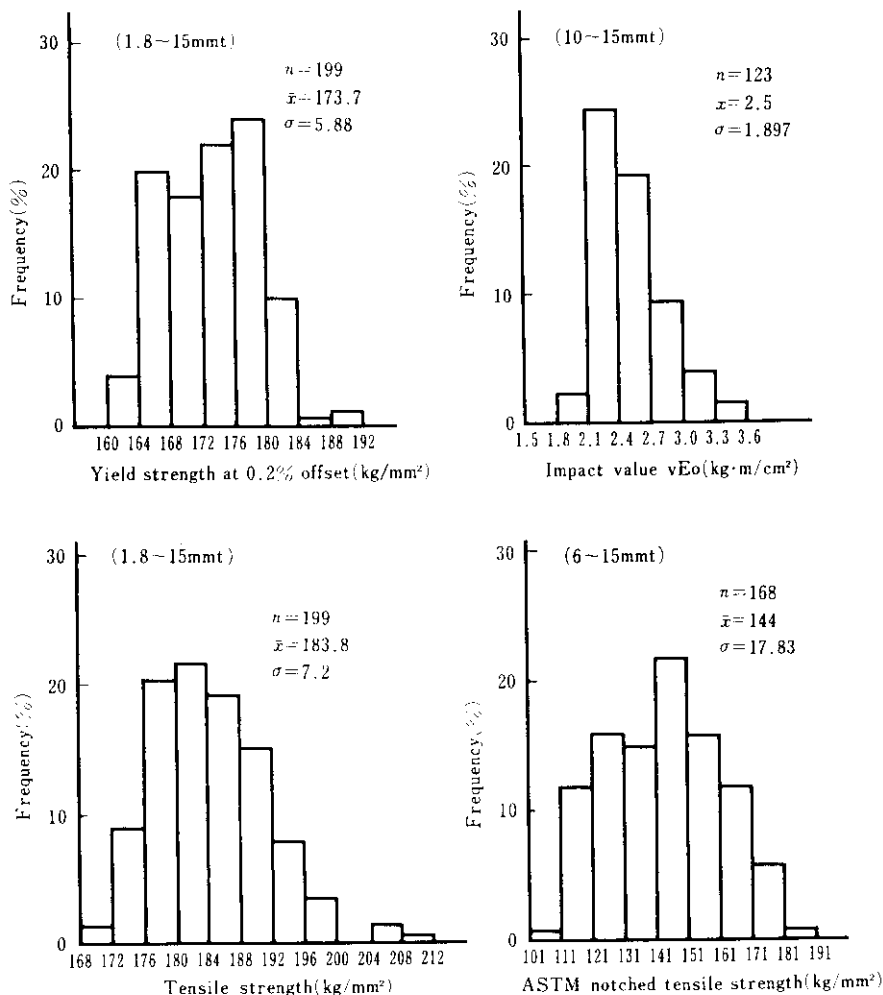


Fig. 2 Histograms of the mechanical properties of HT200V steel products

および Al が含まれているが、まずこれらの個々の主要合金元素が溶体化処理 (820°C×1 hr AC) 後、および時効処理 (480°C×3 hr AC) 後の機械的性質にどのような影響を与えるかについて調べた。真空タンマン炉で、Ni 14.5～18.6%，Co 0～9.3%，Mo 0～7.6%，Ti 0～2.5% および Al 0～0.35% の範囲の合金元素をそれぞれ含む多数の鋼塊を溶製し、厚さ 5 mm の板に圧延して試験を行なった。一定の熱処理を施したあとの硬度と化学成分の関係を Fig. 3 に示す。このように他の合金元素含有量が一定の場合には、Co, Mo, Ti および Al のそれぞれの含有量が増加するにしたがって、時効前後のいずれの状態でも硬度が直線的に増加することがわかる。

これらの元素の添加による溶体化処理後の硬度上昇は、いわゆる固溶体硬化によるものであり、直線の勾配は各元素の寄与の程度を表わしている。一方時効硬化機構については多くの報告^{8)～19)}があるが、必ずしも定説が確立されてはいない。著者らの研究結果³⁾によると、時効過程における硬化の 80% は時効初期に出現する Ti の関与した短範囲規則格子の形成にかかるものであり、ついで Ni₃Ti (および Ni₃Al) の析出による硬化が起こるが、時効後期にはさらに Fe₂Mo が析出して軟化を防いでいると考えられる。したがって Fig. 3 で時効後の硬度が Mo, Ti および Al 含有量の増加によって上昇するのは、これら元素の関与する析出相の増加によるものであり、これに対して Co

の添加は Peters²⁰⁾ や Yedner²¹⁾ の結果を借りると Mo の固溶限を下げる効果があり、したがって、Mo の添加量を上げるのと同様の効果があるとされているがその機構は明確でない。

これらの結果から硬度に対する各合金元素の効果を Mo のそれと比較して評価すると、Ni は 0.6, Co は 0.4, Ti は 6, そして Al は 10 となることが確かめられ、したがって、各元素の含有量を次式に示すような Mo 当量とも称すべき値にまとめることがわかった。

$$\text{Mo}_{\text{eq}} = \text{Mo}\% + 0.6 \times (\text{Ni}\%) + 0.4 \times (\text{Co}\%) + 6 \times (\text{Ti}\%) + 10 \times (\text{Al}\%)$$

この Mo 当量と硬度の間には Fig. 4 のような直線関係が得られ、この図から製品の日標抗張力 (硬度から換算) に対する Mo 当量が得られ、主要合金成分のバランスが決定できる。現在の HT 200V の成分は、実際の製造実績から得られた耐力と Mo 当量との間の Fig. 4 と同様な別の直線関係から定められている。

次にこれらの個々の主要合金元素が本鋼の機械的性質、とくに靱性に対しどのような影響を与えるかについて調べた結果を述べる。まず、Ni, Co, および Mo 含有量をそれぞれ 17～20%, 7～9% および 3.5～5% の範囲で変えた厚さ 8 mm および 2.5 mm の材料について時効処理条件を変え、切欠き強度比 (引張り試験での「切欠試片の抗張力/通常試片の抗張力」の比) および衝撃値の引張強さによる変化を調べた。その結果を

Table 2 Chemical requirements of maraging steels (wt %)

Standard	Grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	B	Zr	Ca	Nb
INCO	18Ni200	≤0.03	≤0.12	≤0.12	≤0.01	≤0.01	17.0 ~19.0	8.0 ~9.0	3.0 ~3.5	0.15 ~0.25	0.05 ~0.15	0.003	0.02	0.05	—
	18Ni250	≤0.03	≤0.12	≤0.12	≤0.01	≤0.01	17.0 ~19.0	7.0 ~8.5	4.6 ~5.1	0.3 ~0.5	0.05 ~0.15	0.003	0.02	0.05	—
	18Ni300	≤0.03	≤0.12	≤0.12	≤0.01	≤0.01	18.0 ~19.0	8.0 ~9.5	4.6 ~5.2	0.5 ~0.8	0.05 ~0.15	0.003	0.02	0.05	—
	20Ni250	≤0.03	≤0.12	≤0.12	≤0.01	≤0.01	18.0 ~20.0	—	—	1.3 ~1.6	0.05 ~0.35	0.003	0.02	0.05	0.3 ~0.5
	25Ni250	≤0.03	≤0.12	≤0.12	≤0.01	≤0.01	25.0 ~26.0	—	—	1.3 ~1.6	0.15 ~0.35	0.003	0.02	0.05	0.3 ~0.5
ASTM (A 538-65)	A	≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	17.0 ~19.0	7.0 ~8.5	4.0 ~4.5	0.10 ~0.25	0.05 ~0.15	0.003	0.02	0.05	—
	B	≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	17.0 ~19.0	7.0 ~8.5	4.6 ~5.1	0.30 ~0.50	0.05 ~0.15	0.003	0.02	0.05	—
	C	≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	18.0 ~19.0	8.0 ~9.5	4.6 ~5.2	0.55 ~0.80	0.05 ~0.15	0.003	0.02	0.05	—

Fig. 5 に示す。切欠強度比はこの範囲の化学成分によってあまり影響を受けないが、衝撃値は Co の増加によってわずかに低下することがわかる。

また Ti および Al 含有量をそれぞれ 0.4~0.8% および 0.001~0.3% の範囲で変えた厚さ 2.5mm の材料の切欠強度比および伸びと引張強さの関係

を Fig. 6 に示す。同一 Ti 含有量に対しては Al 0.09% のものがもっとも靱性が優れ、また Ti が増加すると靱性が劣化することがわかる。Al 含有量が 0.001% と低い場合は脱酸不足のため、また Al が 0.29% と過剰になった場合は Al の固溶体硬化により靱性が低くなるものと考えられる。なお

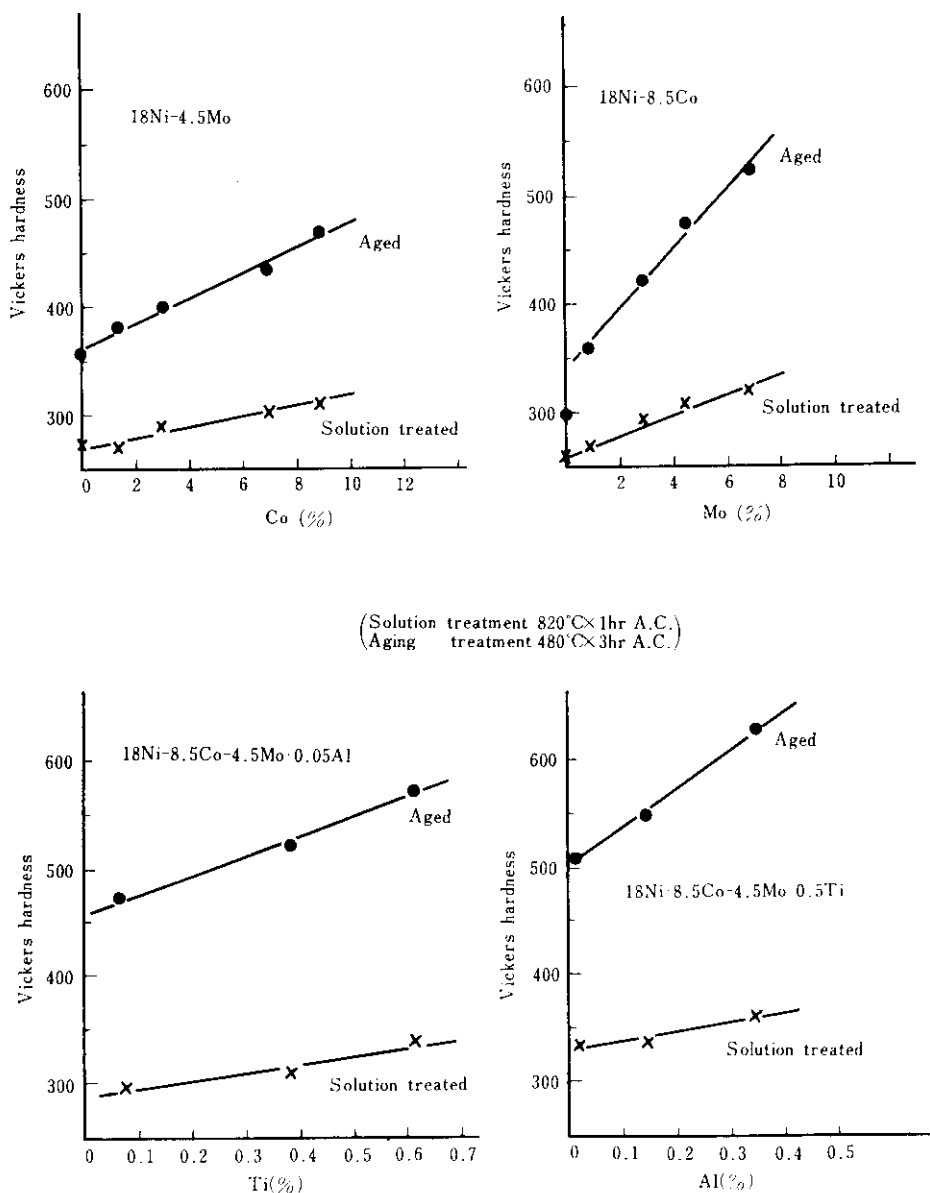


Fig. 3 Effects of alloying elements on the hardness of 18%Ni maraging steel

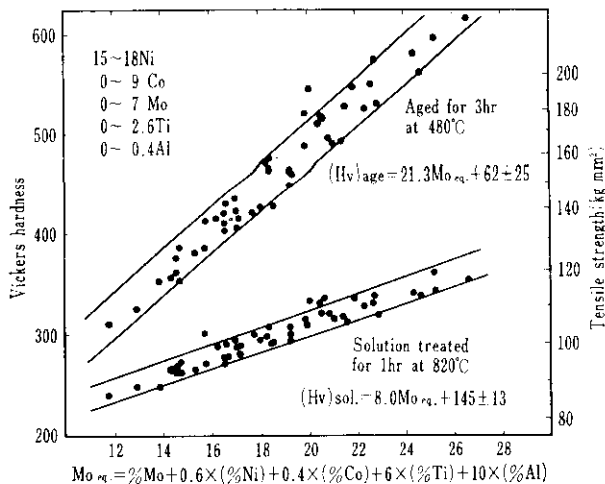


Fig. 4 Effects of alloying elements and heat treatments on the hardness of 15/18%Ni maraging steels

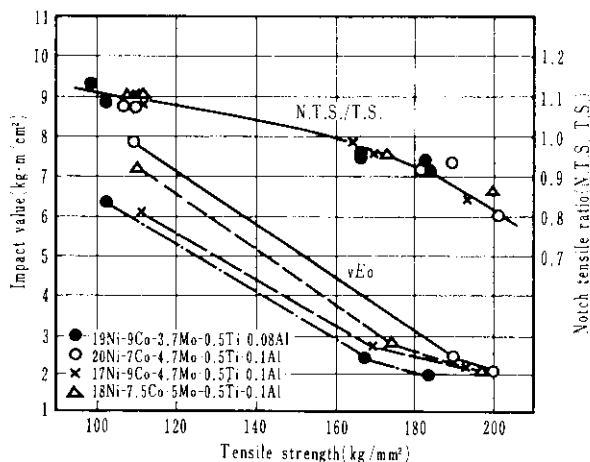


Fig. 5 Effects of Ni, Co, and Mo contents on the fracture toughness of 18%Ni maraging steel

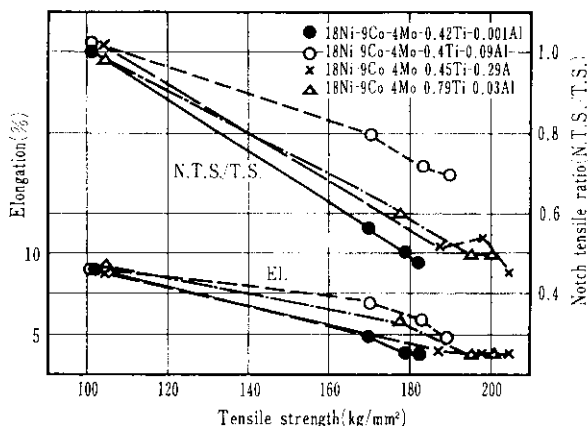


Fig. 6 Effects of Ti and Al contents on the fracture toughness of 18%Ni maraging steel

INCO の技術資料⁶⁾においても、Al含有量が0.01%から0.1%に増加することによって、シャルピー衝撃値が約6ft-lbs改善されることが示唆されており、良好な靱性を得るためには0.05~0.10%のAlを含有することが必要と思われる。またTiはHT200Vの強度レベルにあっては靱性の面から0.50%以下とすべきである。

3.2 不純物元素の影響

本鋼の不純物元素C, Si, MnおよびSはいずれも靱性を大きく劣化させるので、できるだけ低くする必要があるといわれている⁶⁾。この中でとくに問題の多いS含有量の効果について著者らが調べた結果は次のとおりである。Table 3に示すようなS含有量の異なる20kgの鋼塊を高周波真空溶解炉で溶製し、これらの鋼塊を直径20mmφの丸棒および厚み10および15mmのシートバーに鍛造した。このうち15mmのシートバーは2.5mmの薄板に熱間圧延した。すべての試料について溶体化処理(820°C×1hr A.C.)後、丸棒引張(10mmφ×50mm G.L.)および丸棒切欠引張試験片を、そして厚み10mmのシートバーからは幅5mmの変則JIS4号シャルピー試験片を、また厚み2.5mmの薄板からはJIS5号引張試験片およびASTM切欠引張試験片を切削加工した。時効処理は480°C×5hrもしくは420°C×3hrとした。

Fig. 7に溶体化処理のままの材料のS含有量と機械的特性の関係を、Fig. 8に480°C×5hr時効材のそれを、そしてFig. 9には引張強さと衝撃値の関係を示した。これらの関係をまとめると次のとおりである。すなわちS含有量は熱処理条件にかかわらず、引張性質(切欠引張性質を含む)には影響がほとんど認められないが、強度が低い溶体化状態では0.01%までの低S範囲でS含有量の増加

Table 3 Chemical composition of specimens (wt %)

Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Zr	B
1	0.002	0.01	<0.01	0.003	0.006	18.85	8.20	4.33	0.43	0.10	0.011	0.003
2	0.002	0.01	<0.01	0.003	0.011	18.68	8.33	4.74	0.44	0.11	0.013	0.003
3	0.026	0.02	<0.01	0.003	0.016	19.09	8.20	4.48	0.46	0.12	0.021	0.004
4	0.002	0.01	<0.01	0.003	0.023	18.62	8.34	4.57	0.44	0.07	0.014	0.002

に伴い衝撃値が著しく低下する。しかし時効によって強度が上昇し全体に靱性が低下するとS含有量の効果は小さくなり、480°C×5 hr 時効材（引張強さ約190kg/mm²）ではほとんど差がなくなっている。なおこれらの試料についての顕微鏡観察やX線マイクロアナライザー分析によるとマルエイジング鋼の介在物にはA系のものは少なく、主としてC系のものが細かく分散しており、識別できる介在物は灰色または紫灰色で、圧延方向に点状に連なるかまたは群状に存在するTiおよびZrの硫化物と、ほぼ均一に分布するだいたい色で角

型のTi (Zr) の炭窒化物の2種に分類される。(Photo. 3, 4) 溶体化処理後のSの増加による衝撃値の低下は、このうちの硫化物系介在物によるものと考えられる。

3.3 溶解法の比較

前述のように介在物が多く存在すると、マルエイジング鋼の靱性は劣化するので、S以外にも介在物生成の原因となりうる酸素や窒素、そして遅れ破壊の原因となる水素などの含有量を極力減少せしめることが重要である。現在の製品はすべて

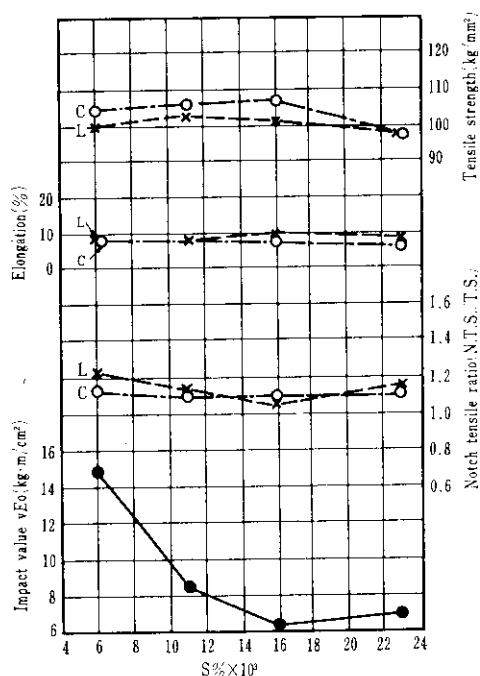


Fig. 7 Effect of S content on the mechanical properties of 18%Ni maraging steel (solution-treated)

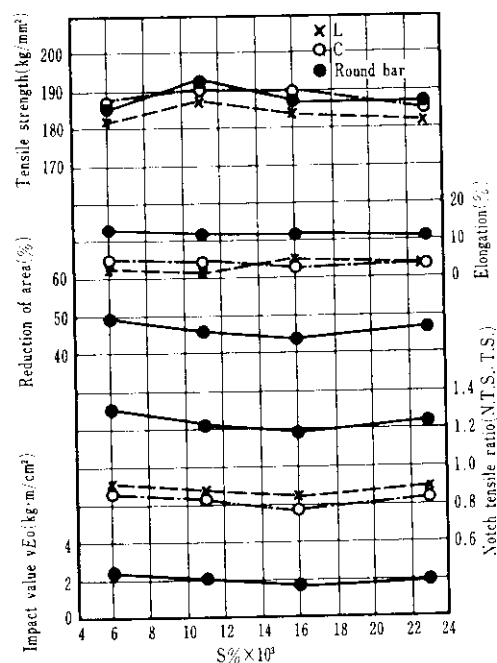


Fig. 8 Effect of S content on the mechanical properties of 18%Ni maraging steel (aged at 480°C for 5 hr)

真空溶解を行なっているが、大気溶解材と真空溶解材で機械的性質がどのくらい異なるかを、標準

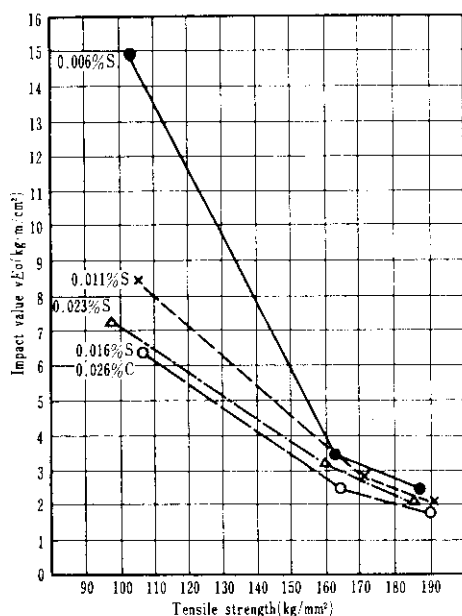


Fig. 9 Effect of S content on the impact value of 18%Ni maraging steel

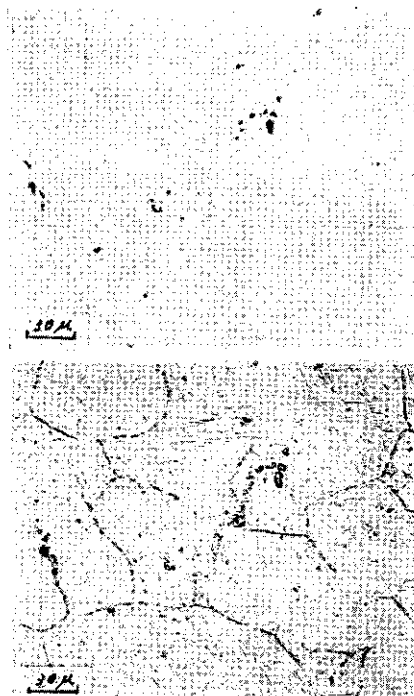
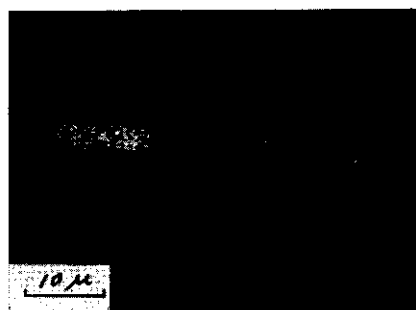
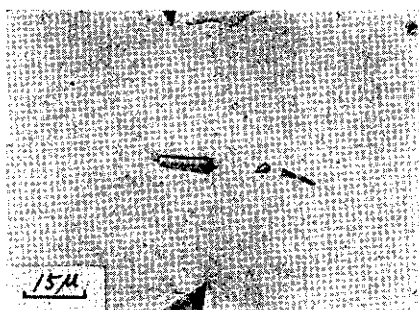
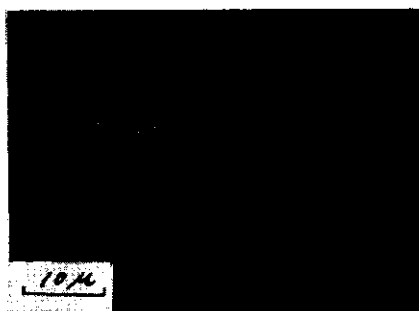


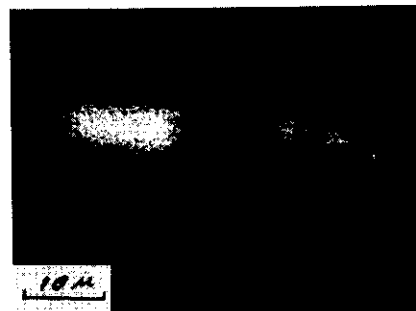
Photo. 3 Typical example of non-metallic inclusion in 18%Ni maraging steel (Specimen No.4 in Table 3, S 0.023 %, solution-treated)



Ti



S



Zr

Photo. 4 E. B. S. images of sulphide inclusion in 18%Ni maraging steel

正延工程で作られた 10 mm 厚の板について比較した結果を Fig. 10~Fig. 12 に示す。これらの結果から真空溶解によって靱性が明らかに改善されることがわかる。

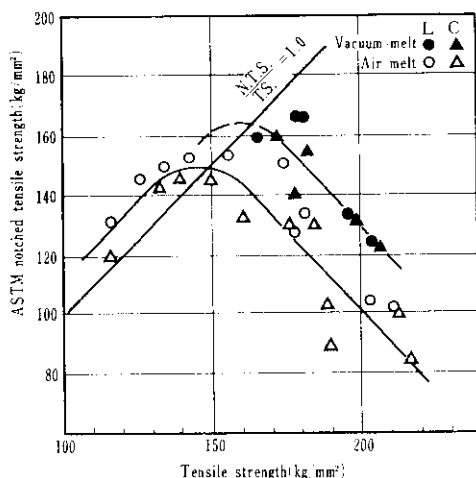


Fig. 10 Comparison of notched tensile strengths of the vacuum- and air-melted 18%Ni maraging steels

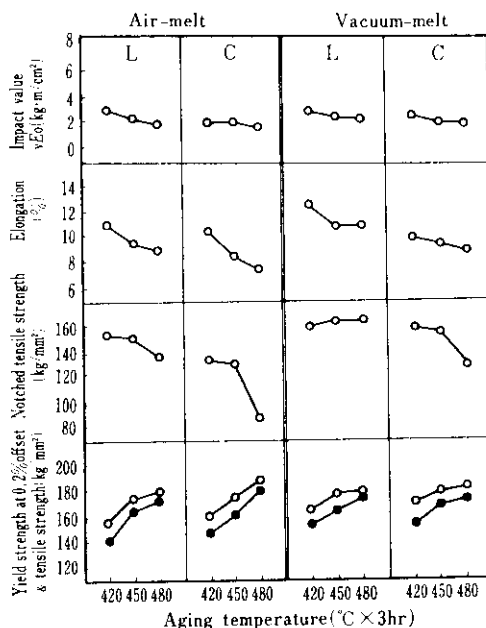


Fig. 12 Comparison of mechanical properties of the vacuum and air-melted 18%Ni maraging steels

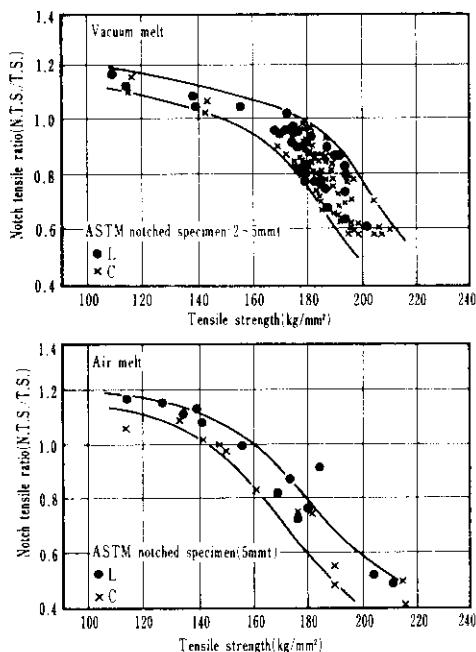


Fig. 11 Comparison of notch tensile ratio (N.T.S./T.S.) of the vacuum- and air-melted 18%Ni maraging steels

4. 靱 性

マルエイジング鋼のような超高張力鋼となると、機械的性質でもっとも問題になるのは切欠き靱性である。従来、このような性質を測定するためには一般に衝撃試験が行われてきたが、最近是不安定破壊に対する材料の感受性を判断するために、ASTM切欠き引張試験や、弾性論に基礎をおく破壊靱性試験²²⁾ (stress intensity factor による評価)などが提唱され、これらの試験もひろく行われている。当社では本鋼の製品に対する切欠き靱性については、従来簡便なASTM切欠き試験とシャルピー衝撃試験の両者を実施してきたが、stress intensity factor についても検討したので、これら靱性に対する試験結果を次に述べる。

4.1 ASTM 切欠き引張強さ

ASTM切欠き引張試験は Fig. 13 に示すような試験片を用いて行なうが、この切欠き引張強さ

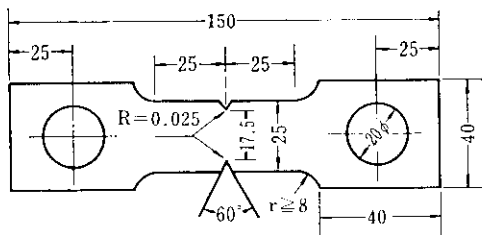


Fig. 13 Size of the ASTM notched tensile specimen

と普通の引張強さとの比（切欠き強度比）を引張強さに対してプロットしたのが前項の Fig. 10, 11である。これらの図では引張強さの範囲を広げるために、大気溶解材では H T 150, 180 および溶体化処理のままの材料による試験結果を加え、また真空溶解材では製品強度が高い方に片寄っているため、溶体化処理のまま、および低温時効材の試験結果も加えてある。

大気溶解材の場合、引張強さが約 150 kg/mm^2 以下ならば切欠き強度比は 1 以上になっているが、これ以上に引張強さが上昇すると切欠き強度比は急激に低下し、 200 kg/mm^2 では約 0.55 となる。ここで切欠き強度比が 1 になる引張強さを限界引張強さと呼ぶことにすると、真空溶解材のそれは大気溶解材よりも $10 \sim 20 \text{ kg/mm}^2$ ほど高い $160 \sim 170 \text{ kg/mm}^2$ となっており、引張強さ 200 kg/mm^2 でも切欠き強度比が約 0.6 で大気溶解材と比べると全般的に高いことがわかる。なお、このような切欠き強度比の溶解法による比較は、森らによっても行なわれ²³⁾、切欠き強度比と引張強さの関係は真空溶解材に対して、

$$\text{N.T.S.}/\text{T.S.} = -10.23 \times 10^{-3} \text{T.S.} + 2.65$$

大気溶解材に対して、

$$\text{N.T.S.}/\text{T.S.} = -7.64 \times 10^{-3} \text{T.S.} + 2.10$$

(T.S. は kg/mm^2)

となっており、限界引張強さの値および真空溶解材が大気溶解材に比べて優れている点などで著者らが得た結果と、よく一致している。

4.2 シャルピー衝撃値

Fig. 14 に厚さ 15mm の板から採取した JIS 4 号試片による 0°C でのシャルピー衝撃値と引張強さ

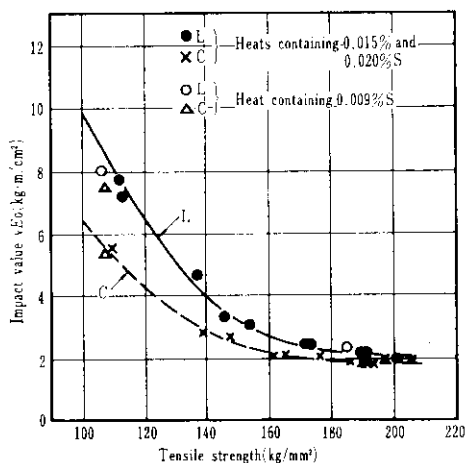


Fig. 14 Correlation between tensile strength and impact value of 18%Ni maraging steel

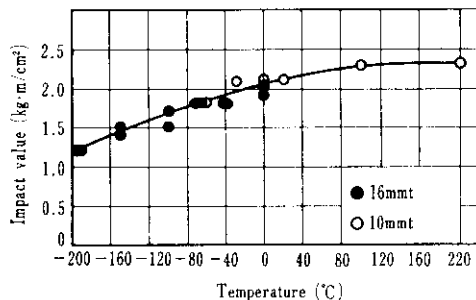


Fig. 15 Temperature dependence of the impact value (Charpy V-notch) of 18%Ni maraging steel

の関係を示した。また Fig. 15 に衝撃値の温度依存性を示す。これらの結果からマルエージング鋼では低温になるにつれ、徐々に衝撃値は下がっているが、遷移温度というべきものは存在しないようである。

4.3 破壊靱性 (Stress intensity factor)

破壊靱性試験は鋭い切欠きあるいは pre-crack を入れた試験片に引張応力を加え、クラックの伝播開始時 (pop in) の応力とクラック長からその時点におけるクラック先端での応力の局所的な上昇度を求めるものである。そして平面応力状態での破壊靱性を K_{IC} 値で表わし、平面歪状態でのそ

れを K_{IC} 値で表わす。 K_{IC} は試片の厚みによって変化するが K_{IC} は厚みに無関係な材料の特性値である。

これらの値を求めることにより、たとえば超音波探傷などによって材料中に存在する最大クラック長がわかれば、不安定破壊の起こる外応力を推定することができる。これらの特性値の理論的根拠は弾性論で扱われているので、試片の大きさを適当に大きくすることによって塑性変形の影響が含まれないようにすることが理想的であるが、ASTMでは試片の経済性も考慮して K_{IC} の測定のため次のような条件をみたす試片寸法を推奨している²²⁾。

$$\gamma_y = \frac{1}{2} \pi \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \leq 0.06 W \quad (1)$$

$$5 < \frac{W}{B} < 10 \quad (2)$$

ここで γ_y : クラック先端での塑性変形領域の大きさの推定値

σ_y : 平滑試片での 0.2% 耐力

W : 試片平行部の幅

B : 試片の厚さ

ASTM切欠き試片は上記の条件を満足するのでこれを使用して HT200V の K_{IC} 値を測定し、引張強さとの関係を求めた。その結果を Fig. 16 に示す。なおこの図には切欠き強度比と引張強さの関係も付記した。また K_{IC} の値は次式²⁴⁾を用い

て計算した。

$$K_{IC} = \frac{P}{B} \sqrt{\tan \frac{\pi a}{W} + 0.1 \sin \frac{2\pi a}{W}} \quad (3)$$

$$a = a_0 + \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{6\pi \sigma_y^2} \quad (4)$$

ここで P : クラック伝播開始時の荷重

a_0 : 切欠深さ

ν : ポアソン比

K_{IC} の値は引張強さの上昇とともにゆるやかに低下しており Brisbane ら²⁵⁾ の結果のほぼ延長上になっている。また Fig. 17 は超高張力鋼といわれる種々の材料の K_{IC} 値を比較したものであるが²⁶⁾、破壊靱性の面で 18%Ni マルエイジング鋼が他に比して優れていることが明らかに示されている。

5. ま と め

当社で製造している 18%Ni マルエイジング鋼板の製造工程および機械的性質の概要について述べたが、要約すると次のようになる。

本鋼の溶体化処理後および時効後の硬度（あるいは強度）に対する各合金元素の効果は、それらの各含有量に一定の係数を掛けることによって得られる次式の Mo 当量ともいうべき値を採用することにより、下記のような直線関係として示すこ

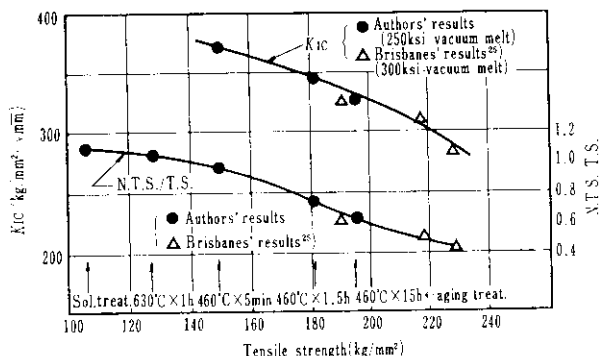


Fig. 16 Correlation between tensile strength and K_{IC} value of vacuum-melted commercial HT200V steel (5 mm thick)

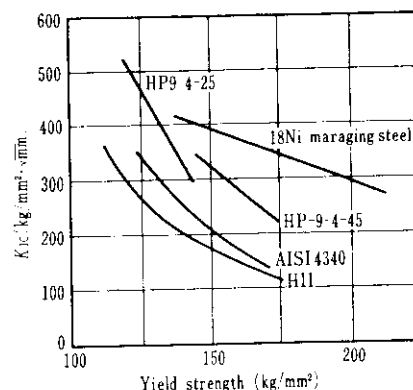


Fig. 17 Comparison of K_{IC} values of various ultra high strength steels

とができる。(ただし $10 \leq \text{Mo}_{\text{eq}} \leq 28$)

$$\text{Mo}_{\text{eq}} = \text{Mo}\% + 0.6 \times (\text{Ni}\%) + 0.4 \times (\text{Co}\%) \\ + 6 \times (\text{Ti}\%) + 10 \times (\text{Al}\%)$$

溶体化処理後 ($820^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr AC}$) 後のビッカース硬度

$$H_{V(\text{sol})} = 8.0\text{Mo}_{\text{eq}} + 145 \pm 13$$

時効処理後 ($480^\circ\text{C} \times 3 \text{ hr}$) 後のビッカース硬度

$$H_{V(\text{age})} = 21.3\text{Mo}_{\text{eq}} + 62 \pm 25$$

硬度と引張強さの間には、軟鋼に関する JIS での換算値よりも強度の高いほうにずれており、当社の実際操業においては目標強度に対する適当な Mo_{eq} , すなわち、化学成分のバランスを上述の関係と引張性質の実績から定めている。なお合金元素のうちとくに Ti と Al の含有量は強度と靱性に大きい影響を与えるので厳格に制御する必要がある。

また不純物としての S は溶体化処理後の靱性に大きく影響し、衝撃値を低下させる。とくに 0.01 % 以下の含有量でその効果は大きい。また本鋼の靱性は真空溶解によって改善され、とくに引張強さ 150 kg/mm^2 以上の切欠引張強さの向上が著しい。したがって現在市販鋼はすべて真空溶解を行なっている。

このようにして強度と靱性の両面から十分管理された市販鋼について、破壊靱性を評価すべく K_{IC} 値を求めた結果、引張強さが 150, 180 および 200 kg/mm^2 においてそれぞれ 368, 346, および $318 \text{ kg/mm}^2 \sqrt{\text{mm}}$ であった。これらの値は現用の他の超高張力鋼に比べて著しく高い値であり、本鋼が不安定破壊に対して十分信頼のおける性能をもっていることが示された。

なお当社では、より安価でしかも性質のよいマルエージング鋼を得るための研究がすすめられており、Cu 含有マルエージング鋼など²⁷⁾、独自の鋼種も開発されている。今後も固体燃料ロケットのブースターチャンパー材としてもっとも適していると考えられるし、また海洋開発に対しても本鋼の将来に期待するところ大なるものがある。

本報告を終るにあたり、当社のマルエージング鋼の開発研究に対して当初からご指導、ご鞭撻いただいた東京大学宇宙航空研究所、三菱重工業(株)神戸造船所および同神戸研究所の方々に厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 鈴木, 下山: 溶接学会誌, **35** (1966) 1, 21
- 2) 森, 安藤, 中野: 東京大学宇宙航空研究所報告, **3** (1967), 201
- 3) 鈴木, 下山, 浜田: 溶接学会誌, **36** (1967) 2, 116
- 4) 森, 安藤, 中野: 日本機械学会誌, **72** (1969) 606, 915
- 5) 佐藤, 垣生, 上田, 大橋: 川崎製鉄技報, **1** (1969) 2, 12
- 6) Seminar on Maraging Steel: INCO, (1962)
- 7) 18% Nickel Maraging Steels Data Bulletin: INCO, (1964)
- 8) S. Floreen and R. F. Decker: Trans. Amer. Soc. Metals, **55** (1962) 9, 518
- 9) B. G. Reisendorf and A. J. Baker: Tech. Rept. AFML-TR-64-390, (1965)
- 10) A. J. Baker and P. R. Sann: Trans. Amer. Soc. Metals, **57** (1964), 1008
- 11) P. K. Pitler and G. S. Ansell: Trans. Amer. Soc. Metals, **57** (1964), 220
- 12) G. P. Miller and W. I. Mitchell: J. Iron & Steel Inst., **203** (1965) 9, 899
- 13) R. D. Garwood and R. D. Tones: J. Iron & Steel Inst., **204** (1966) 5, 512
- 14) K. A. Malyshev and M. M. Vasilevskaya: Phys. Metals and Metallog., **18** (1964) 2, 80
- 15) E. Hornbogen and W. A. Mayer: Z. Metallkunde, **58** (1967) 7, 445
- 16) M. J. Fleetwood, G. M. Higginson and G. P. Miller: Brit. J. Appl. phys., **16** (1965) 5, 645
- 17) H. Marcus, L. H. Schwartz and M. E. Fuie: Trans. Amer. Soc. Metals, **55** (1966), 468
- 18) R. B. Banerjee and J. J. Hauser: Tech. Rept. AFML TR-64-390, (1965)

- 19) K. Shimizu and Okamoto : Trans. JIM, 12 (1971), 273
- 20) D. T. Peters and C. R. Cupp : Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min. Met. and Pet. Eng., 236 (1966) 10, 1420
- 21) A. F. Yedneral and M. D. Perkas : Phys. Metals and Metallog., 26 (1968) 5, 66
- 22) Fracture Testing of High Strength Sheet Materials : ASTM Bulletin, 243 (1960) 1, 29
- 23) D. Mori, Y. Ando, K. Suzuki and A. Nakano : ISAS Report No. 465, (1971)
- 24) P. F. Langstone : Metallurgia, 75 (1967) 2, 67
- 25) A. W. Brisbane et al. : Mat. Res. Stand, 5 (1965) 8, 395
- 26) 浅田千秋 : 日本金属学会報, 9 (1970) 10, 639
- 27) 倉橋, 佐藤, 小野, 大橋 : 未発表

